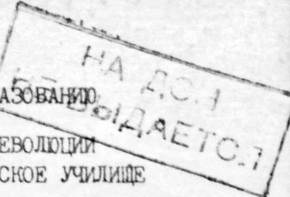


211492200

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ СССР ПО НАРОДНОМУ ОБРАЗОВАНИЮ
МОСКОВСКОЕ ОРДЕНА ЛЕНИНА, ОРДЕНА ОКТЯБРЬСКОЙ РЕВОЛЮЦИИ
И ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ ВЫСШЕЕ ТЕХНИЧЕСКОЕ УЧИЛИЩЕ
ИМЕНИ Н.Э. БАУМАНА



На правах рукописи

КОНОНЕНКО Виталий Константинович

УДК 620.172.251.2

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО
МОДУЛЯ НОРМАЛЬНОЙ УПРУГОСТИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ
В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ И ИНТЕРВАЛЕ
КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

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 - 1988

Работа выполнена в Андроповском авиационном технологическом институте.

Научный руководитель - Доктор технических наук,
профессор Воздвиженский В.М.

Официальные оппоненты: Доктор технических наук,
профессор Неуструев А.А.
Кандидат технических наук,
доцент Гини Э.Ч.

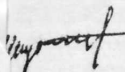
Ведущее предприятие - указано в решении специализированного
совета

Защита диссертации состоится " 30 " сентября 1989 г.
на заседании специализированного совета К.053.15.13 в Москов-
ском высшем техническом училище им. Н.Э. Баумана по адресу:
107005, г.Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5.

Ваш отзыв на реферат в I экз., заверенный печатью просим
высылать по указанному адресу.

в библиотеке МВТУ

сентября 1988 г.

 И.Н. Шубин

988 г. Объем I п.л.
ия МВТУ им. Н.Э. Баумана

11492200

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Основными направлениями экономического и социального развития СССР на 1986-1990 годы и период до 2000 года, принятыми 27 съездом КПСС, поставлена задача улучшения качества выпускаемой продукции, в том числе литых изделий из цветных сплавов, на основе создания новой прогрессивной техники и технологии, реализации ресурсосберегающего направления в развитии экономики. Создать высокоэффективное оборудование и современную малоотходную технологию можно только опираясь на достоверные данные о физических и механических свойствах литейных сплавов, в частности, упругих характеристиках при температурах формирования отливок.

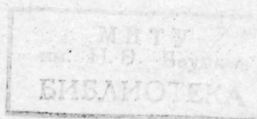
Для решения многих задач литейного производства необходимо знание величин модуля нормальной упругости сплавов и закономерностей их изменения в высокотемпературной области и интервале кристаллизации. Особенно это важно для расчёта силового взаимодействия затвердевающей отливки с литейной формой, прогнозирования литейных свойств сплавов, расчёта элементов конструкций литейного оборудования и технологических процессов. Однако экспериментальное определение модуля нормальной упругости при высоких температурах ($\Theta = T/T_{пл} > 0,6$) и тем более в интервале кристаллизации связано со значительными техническими и методическими трудностями, на преодоление которых направлена данная работа.

Работа выполнялась в соответствии с координационным планом НИР АН СССР по направлению 2.26, разделы 2.26.1.3. и 2.26.1.4 на 1981-1986 годы.

Целью настоящей работы является создание методики определения динамического модуля нормальной упругости литейных сплавов в высокотемпературной области и интервале кристаллизации и изучение общих закономерностей изменения модуля упругости в данном диапазоне температур.

Для достижения поставленной цели в работе решены следующие научные задачи.

1. Создана математическая модель колебаний оболочкового стержня, составленного из двух различных материалов.
2. Получены расчетные формулы для определения модуля нормальной упругости сплавов в широком диапазоне температур вплоть



до температуры ликвидус, а также в интервале кристаллизации.

3. Решен комплекс задач, связанных с разработкой методики и направленных на повышение точности определения модуля нормальной упругости литейных сплавов в высокотемпературной области и интервале кристаллизации.

В работе применены теоретические и экспериментальные методы исследований. Теоретический (системотехнический) метод связан с созданием математической модели колебаний составного оболочкового образца, позволившей получить расчетную зависимость для определения модуля нормальной упругости литейных сплавов в высокотемпературной области. Принятая реологическая модель линейноупругого поведения твердой и жидкой фаз позволила получить зависимость эффективного модуля упругости двухфазного сплава от упругих характеристик твердой фазы при температуре солидус, её объемной доли и критерия упругости сплава при данной температуре в интервале кристаллизации. Полученные теоретические разработки положены в основу создания алгоритма и программы для расчета модуля нормальной упругости сплава в высокотемпературной области и интервале кристаллизации.

В экспериментальных исследованиях использовали стандартный динамический метод определения характеристик упругости. В работе также широко применялись методы термического и дифференциального термического анализа, пробных закалок, гидровзвешивания и дилатометрии, химического, спектрального и микрорентгеноспектрального анализов, а также электронной и световой микроскопии.

На защиту выносятся следующие научные положения.

1. Методика, основанная на измерении собственной частоты изгибных колебаний образца, может быть использована для определения динамического модуля нормальной упругости сплава в температурном диапазоне вблизи температуры солидус с точностью до 10%.

2. При динамических испытаниях с малой степенью деформации в высокотемпературной области и интервале кристаллизации литейные сплавы ведут себя преимущественно упруго.

Научная новизна работы заключается в следующем:

- создана методика, позволяющая по параметрам резонансных колебаний составного оболочкового образца определять модуль нормальной упругости исследуемого сплава в широком диапазоне температур, включая интервал кристаллизации;

- определены значения динамического модуля упругости в вы-

сокотемпературной области и интервале кристаллизации для ряда легкоплавких сплавов на основе свинца и олова, а также алюминиевых и магниевых сплавов, в том числе промышленных (АЛ-10В, АЛ-9 и МЛ-5);

- установлено влияние содержания примеси кремния в сплаве МЛ-5 на изменения модуля упругости в интервале кристаллизации, а также на трещиностойкость сплава в отливках при литье в кокиль.

Практическая ценность. Разработка положений, содержащихся в диссертации, привела к созданию алгоритма расчета модуля нормальной упругости в широком диапазоне температур, включая интервал кристаллизации сплава. На основе алгоритма составлена программа расчета на языке "БЕЙСИК". Расчеты модуля упругости сплавов с помощью данной программы используются в учебном процессе на кафедре "Металловедения и литейного производства" АНАТИ.

Реализация работы в промышленности. Проведенная теоретическая оценка трещиностойкости сплава МЛ-5 с различным содержанием примеси кремния, а также металлографические и микро-рентгеноспектральные исследования позволили установить, что содержание в сплаве кремния свыше 0,1 - 0,12 % приводит в результате ликвации к образованию силицида магния Mg_2Si , наличие которого снижает трещиностойкость сплава при литье в кокиль. Проведенные мероприятия по сокращению содержания примеси кремния в сплаве МЛ-5 позволили снизить потери от брака отливок по горячим трещинам. При этом фактический годовой экономический эффект по участку магниевого литья одного из машиностроительных заводов г. Андропова составил 21062 рубля.

Объем работы. Диссертация состоит из четырех глав и приложений. Изложена на 172 страницах, содержит 50 рисунков 6 таблиц, список используемой литературы составляет 132 наименования отечественных и зарубежных авторов. Диссертация написана на русском языке.

Апробация работы. Основные положения диссертации и отдельные результаты работы были доложены на научно-технических конференциях:

- профессорско-преподавательского состава Андроповского авиационного технологического института в 1979-1987 годах;

- "Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа". I-ая Всесоюзная конференция. Днепропетровск. 1979 г.;

- "Свойства жидкого металла и качество отливок". Киев. 1979 г.;

- "Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов". IV-ая Всесоюзная конференция. Свердловск. 1980 г.

- "Повышение качества деталей в машиностроении технологическими методами". Рыбинск. 1980г.

- "Повышение производительности и эффективности использования технологического оборудования". Ярославль. 1982 г.

- "Современная технология получения малопористых отливок и слитков из цветных сплавов". Киев. 1983 г.

- "Совершенствование технологических процессов и повышение качества отливок из чугуна и цветных сплавов". Андропов. 1984 г.

- "Применение ЭВМ для разработки технологических процессов литья, проектирование оснастки и анализа качества отливок". Ярославль. 1987 г.

Публикации. По теме работы опубликовано 19 статей, получено четыре авторских свидетельства.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обосновывается актуальность работы. Сформулированы цель, решаемые научные задачи, положения и новизна работы. Приведен перечень глав диссертации с краткой характеристикой их содержания.

В первой главе дан обзор и анализ литературных источников. Введены основные термины и понятия, характеризующие упругие и неупругие свойства материалов, а также показана их взаимосвязь.

В зависимости от скорости деформирования методы определения

характеристик упругости принято условно делить на статические, динамические и импульсные.

Значения модулей упругости, полученные статическими методами, характеризуют не только упругие свойства материала, но и его склонность к релаксации напряжений. Степень релаксации зависит от конкретных условий проведения испытаний: температуры, скорости нагружения, точности выдерживания нагрузки и т.д. Все это приводит к большому статистическому разбросу измеряемых значений модулей упругости. В результате суммарная погрешность определения модулей упругости даже для нормальных температур при статических измерениях составляет более 5-7%.

Широкое распространение в последние годы получили динамические методы определения характеристик упругости. Динамические методы, также как и статические, стандартизованы и разработаны в методическом плане. Определение модулей упругости по стандартной методике (ГОСТ 25156-82) осуществляется с помощью параметров изгибных резонансных колебаний образца, как правило, выполненного в виде цилиндрического однородного стержня. При разработке новых методик важно учитывать достижение малых погрешностей определяемых величин. Поэтому особенно необходимо отметить, что резонансные методы позволяют достаточно быстро и точно, с относительной погрешностью 0,5-0,8%, определять значения модулей упругости материалов.

Для решения каждой конкретной практической задачи нужно учитывать скорость развития деформаций и напряжений в материале, а в расчётах использовать соответствующее этой скорости значение модуля упругости. Для динамического (E) и статического ($E_{ст}$) модулей нормальной упругости известно соотношение

$$E = E_{ст} + E_{ст}^2 \frac{T \beta^2}{9 C_p}, \quad (I)$$

где T - температура;

β - коэффициент линейного расширения;

C_p - удельная теплоёмкость материала при постоянном давлении.

Основная причина невозможности использования стандартного образца для измерений в высокотемпературной области ($\theta > 0,6$) и интервале кристаллизации сплава заключается в том, что образец, расположенный при измерениях горизонтально, под действием веса

прогибается, его нейтральная ось искривляется, при этом расчётные формулы перестают быть справедливыми.

Несмотря на это делаются попытки использовать стандартную методику для определения модулей упругости в высокотемпературной области сплавов вплоть до $\theta = 0,96$, что приводит к значительным случайным погрешностям.

Проблема определения упругих характеристик сплавов в интервале кристаллизации ещё более сложна. Л.П.Каширцев в своей работе для этих целей применил метод Ребиндера, который однако не позволяет непосредственно определять модуль нормальной упругости, а пересчет модуля сдвига на модуль Юнга ведет к большим погрешностям. Кроме того, малая чувствительность измерительной системы вызывает большой разброс экспериментальных данных, достигающий иногда 500%.

Весь комплекс физических и механических свойств сплавов в интервале кристаллизации тесно связан с количеством твердой фазы. Анализ литературных данных свидетельствует о взаимосвязи изменений модулей упругости двухфазных систем, к которым могут быть отнесены и сплавы в интервале кристаллизации, с соответствующими долями фаз в системе и их упругими характеристиками.

Таким образом, для разработки методики определения динамического модуля нормальной упругости сплавов в высокотемпературной области и интервале кристаллизации должен быть решен ряд научно-технических задач, в том числе, разработана оптимальная конструкция образца, которая бы позволяла сохранять его форму в широком диапазоне температур вплоть до температуры ликвидус исследуемого сплава и непрерывно проводить измерения необходимых параметров. Создана математическая модель колебаний образца принятой конструкции, а также получены расчетные формулы для определения модуля упругости сплава в высокотемпературной области и интервале кристаллизации.

Во второй главе предложены два наиболее простых варианта конструкции измеряемого образца, который в общем случае будет иметь вид оболочкового стержня ограниченной длины, состоящего из двух жесткозакрепленных между собой различных материалов.

На основе ряда допущений, в частности, вязкоупругого поведения материалов составного стержня, получена математическая модель его изгибных свободных колебаний, которая состоит из диф-

дифференциального уравнения в частных производных

$$\frac{E_1 I_1 + E_2 I_2}{\rho_1 F_1 + \rho_2 F_2} \cdot \frac{\partial^4 \vartheta}{\partial x^4} + \frac{\eta_1 I_1 + \eta_2 I_2}{\rho_1 F_1 + \rho_2 F_2} \frac{\partial^5 \vartheta}{\partial x \partial \tau} + \frac{\partial^4 \vartheta}{\partial \tau^2} = 0 \quad (2).$$

и граничных условий второго рода для изгибных колебаний незакрепленного стержня, характеризующихся отсутствием изгибающего момента (M) и поперечной силы (P) на концах стержня.

$$\text{При } x = 0 \text{ и } x = L; \quad \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2} = \frac{\partial^3 \vartheta}{\partial x^3} = 0 \text{ или } M = P = 0. \quad (3)$$

В выражениях (2) и (3) E , η , ρ , I , F - соответственно, модуль упругости, вязкость по Фойгту, плотность, момент инерции и площадь поперечного сечения материалов составного стержня. Индексы относятся: 1 - к наружному, 2 - к внутреннему материалам; ϑ - перемещения точек оси стержня под действием сил инерции; x - координата оси стержня; τ - время; L - длина стержня.

Решая уравнение (2) методом разделения переменных, приходим к двум линейным однородным дифференциальным уравнениям с постоянными коэффициентами

$$X_i'''' + \beta_i^4 X_i = 0. \quad (4)$$

$$\text{Здесь } \beta_i^4 = \frac{\rho_1 F_1 + \rho_2 F_2}{E_1 I_1 + E_2 I_2} \cdot \omega_i^2 \quad - \text{ частотный коэффициент;} \quad (4.1)$$

X_i - функция координаты x ;

ω_i - круговая собственная частота колебаний ($\omega_i = 2\pi f_i$);

f_i - частота колебаний, Гц ;

i - порядок гармоника ($i = 1, 2, 3, \dots$);

$$\ddot{Y}_i + 2n_i \dot{Y}_i + \omega_i^2 Y_i = 0, \quad (5)$$

где Y_i - функция времени τ ;

$$n_i = \frac{1}{2} \cdot \frac{\eta_1 I_1 + \eta_2 I_2}{E_1 I_1 + E_2 I_2} \cdot \omega_i^2 \quad - \text{ коэффициент затухания.}$$

Решение уравнения форм колебаний составного стержня (4) позволяет определить значения частотного коэффициента для любой из гармоник.

Так, для первой (основной) формы колебаний ($i = 1$),

$\delta_1 L = 4,73$. Таким образом, учитывая выражение (4.1), можно сделать вывод, что любое изменение свойств материалов, например, модуля упругости - E или плотности - ρ , а также длины составного образца - L , ведет к изменению частоты собственных колебаний и не влияет на форму его нейтральной оси при колебательном движении. Форма нейтральной оси зависит только от порядка гармоники - i .

Частное решение уравнения (4), удовлетворяющее граничным условиям (3), для первой формы колебаний имеет вид

$$X(x) = A \left[S(4,73 \frac{x}{L}) - 0,98 \cdot T(4,73 \frac{x}{L}) \right], \quad (6)$$

где A - постоянная интегрирования;

$$S = \frac{1}{2} (ch b_1 x + \cos b_1 x);$$

- функции Крылова.

$$T = \frac{1}{2} (sh b_1 x + \sin b_1 x).$$

Равенство нулю функции $X(x)$ означает отсутствие смещений точки оси стержня. Уравнение (6) имеет в этом случае два корня $x_1/L = 0,22416$ и $x_2/L = 0,77585$. Практически можно принять, что сечения, соответствующие координатам x_1 и x_2 (узловые сечения), располагаются симметрично относительно среднего сечения образца и отстоят от его концов на расстоянии примерно равное $0,224 \cdot L$. Поскольку амплитуда колебаний узловых сечений равна нулю, в области этих сечений образец может иметь точки опоры, а присоединение в области узловых сечений сосредоточенной "положительной" или "отрицательной массы оказывает пренебрежимо малое влияние на величину собственной частоты его колебаний. Эти выводы имеют большое значение при разработке методики.

Решение уравнения (5), описывающего колебательный характер движений составного стержня с учетом вязкости материалов позволило установить взаимосвязь между частотами колебаний образца с учетом ω_i^* и без учета ω_i вязкости материалов и логарифмическим декрементом затухания колебаний составного образца (δ)

$$\frac{\omega_i^{*2} - \omega_i^2}{\omega_i^2} = \frac{\delta^2}{4 \pi^2}. \quad (7)$$

Оценка величины δ приводит к выводу, что $\omega_i^* \approx \omega_i$.

На этом основании получение основной расчетной зависимости мо-

жет быть осуществлено с учетом соотношения (4.1). Для первой формы колебаний составного образца модуль упругости для внутреннего материала равен

$$E_2 = \frac{4G_1^2(\rho_1 F_1 + \rho_2 F_2)}{\beta^4 I_2} f^2 - E_1 \frac{I_1}{I_2} \quad (8)$$

Для цилиндрического составного оболочкового образца формула (8) примет вид

$$E_2 = 1,2619 \cdot 10^{-6} \frac{L^4 [\rho_1 (D^4 - d^4) + \rho_2 d^4]}{d^4} f^2 - E_1 \left(\frac{D^4}{d^4} - 1 \right), \quad (9)$$

где D и d - наружный и внутренний диаметры составного стержня.

Рассмотрение математической модели вынужденных колебаний составного стержня под действием гармонически изменяющейся возмущающей силы ($P(\tau)$), приложенной в сечении с координатой x_3 , приводит также к двум дифференциальным уравнениям с правой частью: уравнению форм вынужденных колебаний и уравнению, описывающему колебательный характер движений составного стержня с учётом вязкости материалов под действием силы $P(\tau)$. Анализ решений данных уравнений позволил сделать ряд выводов, направленных на создание методики проведения измерений резонансной частоты колебаний составного стержня, а также выбрать место приложения к образцу возмущающей силы.

Для вывода расчетной формулы модуля упругости сплава в интервале кристаллизации, с учетом малых степеней деформации ($\varepsilon < 10^{-6}$) и значительной частоты нагружения ($f \approx 10^3 \text{ с}^{-1}$), в работе принята модель линейноупругого поведения твердой и жидкой фаз. На основе этой модели получена формула для расчета эффективного модуля упругости двухфазного сплава

$$E_{\text{эф}} = E_s \frac{\Psi}{\psi} \quad (10)$$

где E_s - модуль упругости сплава при температуре солидус;

Ψ - доля твердой фазы в сплаве в интервале кристаллизации;

$$\Psi = \frac{A_s(f_s^2 - f_L^2) + \Delta A f_L^2 - (1 - \Psi) \Delta A f_L^2}{A_s(f_s^2 - f_L^2) + \Delta A f_L^2} \quad \text{— критерий упругости сплава в интервале кристаллизации;}$$

$\Delta A = A_s - A_L$; A_s и A_L - значения множителя перед

квадратом частоты колебаний составного образца в формуле (9) при соответствующих значениях плотности исследуемого сплава - ρ_2 при T_s и T_L ;

f_s, f_L, f_i - частота резонансных колебаний составного образца по первой форме при температурах T_s, T_L и T_i , соответственно ($T_i \in [T_s; T_L]$).

Долю твердой фазы (Ψ) в работе, как правило, определяли по выделению скрытой теплоты кристаллизации в сплаве на основе анализа кривой дифференциального термического анализа (ДТА). Запись кривой ДТА проводили одновременно с регистрацией частот колебаний образца.

При отработке методики оценивали влияние различных факторов, в частности, температурного поля составного образца, вибрации, затвердевающего сплава в процессе проведения измерений на его структуру, расположения усадочных дефектов в сплаве по объёму составного образца на частоту его резонансных колебаний. Последнее привело к разработке способа (А.с. III6349), который позволил погрешности измерений частоты колебаний образца, связанную с неконтролируемым расположением усадочных дефектов свести к минимуму.

В результате решения комплекса задач, направленных на повышение точности определения модуля нормальной упругости, удалось достичь предельной величины случайной погрешности, составляющей около 10% для высокотемпературной области и для температур непосредственно выше температуры солидус сплава. Абсолютная погрешность модуля упругости сплава для температур вблизи температуры ликвидус соизмерима с величиной рассчитываемого модуля, поэтому вопрос о величине модуля упругости расплава при температуре ликвидус и, тем более выше этой температуры, требует дальнейшего решения.

Расчеты всех необходимых параметров проводили на ЭВМ "Электроника 100-25" по программе, составленной на языке БЕЙСИК.

В главе 3 содержатся основные экспериментальные результаты, проведены их анализ и сравнительная оценка. В качестве модельных легкоплавких металлов, исследования которых, в основном, проведены для отработки методики и проверки расчетных формул, были использованы свинец, кадмий, висмут и олово, а также их сплавы. Полученные в работе результаты по изменению модуля нормальной упругости и декремента затухания колебаний в диапазоне

температур от комнатной до температуры солидус, были сопоставлены с имеющимися в литературе данными. Анализ результатов показал их хорошее согласие.

В работе изучены температурные зависимости модуля нормальной упругости сплавов систем $Pb - Sn$, $Pb - Bi$ и $Sn - Bi$ в широком интервале концентраций (от нуля до предельной концентрации легирующего элемента в данном твердом растворе) и температур (от комнатной до температуры плавления, включительно). Математическая обработка показала, что значения модуля упругости при температуре солидус сплавов систем $Pb - Sn$ и $Pb - Bi$ практически совпадают и равны модулю упругости чистого свинца. Значение E_s этих двух систем составляет $11,3 \pm 0,506$ ГПа, а для системы $Sn - Bi$ и чистого олова $E_s = 31,4 \pm 1$ ГПа.

Данный экспериментальный факт был подтвержден для чистого алюминия и сплава $Al + 10\% Mg$, при T_s практически полностью состоящего из твердого раствора магния в алюминии, а также сплавов системы $Mg - Cd$, во всем интервале концентраций при представляющими собой твердые растворы. В связи с этим, интересно отметить равенство модулей упругости чистого магния и кадмия при температурах плавления. Отмеченный вывод особенно важен для расчета эффективного модуля упругости сплавов по формуле (10), так как величину E_s можно принимать постоянной для всего температурного интервала кристаллизации.

В этой же главе приведены результаты изменений упругих характеристик алюминиевых сплавов $Al + 6\% Si$, $Al + 8\% Cu$, а также промышленных АЛ-10В и АЛ-9 в высокотемпературной области и интервале кристаллизации. Изменения величины модуля упругости модельных и алюминиевых сплавов позволили сделать вывод о том, что малые количества эвтектики ($< 1\%$), находящейся в сплаве в жидком состоянии, значительно снижают величину эффективного модуля упругости сплавов при температуре солидус, что может быть объяснено проявлением эффекта Ребиндера.

Анализ экспериментальной зависимости изменения критерия упругости (W) от доли твердой фазы (Ψ) показал возможность деления всего интервала кристаллизации в отличие от общепринятого на три участка: жидко-твердый ($\Psi < 0,5$), участок формирования твердого скелета ($0,5 \leq \Psi \leq 0,9$) и твердо-жидкий ($\Psi > 0,9$).

Величины модулей упругости некоторых жидких веществ, полученные с помощью разработанной методики, а также их примерное

равенство значениям модулей упругости всестороннего сжатия, рассчитанным по величине сжимаемости, известной по литературным данным, позволили сделать вывод о том, что предлагаемая методика в принципе пригодна и для определения упругих характеристик расплавов.

Четвертая глава диссертации посвящена проблеме трещиностойчивости отливок из сплава МЛ-5 при литье в неохлаждаемый кокиль.

Согласно теории горячедомкости сплавов и трещиностойчивости отливок, развитой в работах Г.Ф.Баландина и Л.П.Каширцева, деформационная способность сплавов в температурном интервале хрупкости определяется в основном предельной упругой деформацией. Поэтому предельная упругая деформационная способность сплава вблизи температуры солидус, а точнее при температуре образования горячих трещин (D_0), может быть количественной характеристикой трещиностойчивости сплава. Величина D_0 обратно пропорциональна значению модуля упругости при температуре образования трещины ($E_{T.O.TP}$)

$$D_0 \approx E_{T.O.TP}^{-1} \quad (II)$$

Разработанная методика позволила рассчитать значения модуля упругости в окрестности температуры солидус для сплава МЛ-5 двух различных плавов. Предварительное сравнение скоростей деформирования сплава при охлаждении в кокиле $(0,145 - 2,9) \cdot 10^{-4} \text{с}^{-1}$ и в условиях проведения измерений частоты колебаний образца $(0,3 - 30) \cdot 10^{-4} \text{с}^{-1}$ доказывает применимость рассчитанных значений модулей упругости для оценки деформационной способности сплава данных плавов. На рисунке 1 представлены температурные зависимости модулей упругости сплава МЛ-5 первой и второй плавов. Цифры 1 и 2 на рисунке соответствуют номерам плавов. Проведенное ранее производственное опробование показало, что отливки, полученные в одинаковых условиях при литье в кокиль, из первой плавки по сравнению с отливками второй плавки имели брак по горячим трещинам на 60% меньше.

Момент и температуру образования горячих трещин в сплаве определили по специально разработанной нами методике, суть которой заключается в регистрации демпфирующих свойств составного образца в процессе кристаллизации исследуемого сплава. Внутренняя полость оболочки при этом выполнена таким образом, чтобы

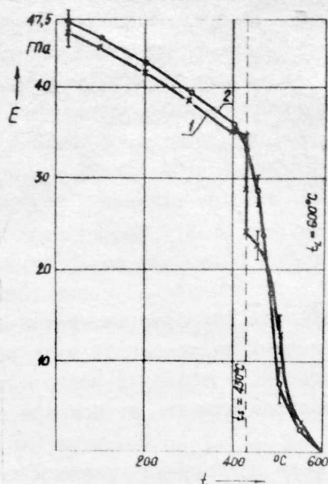


Рис. 1. Температурная зависимость модуля упругости сплава МЛ-5 первой и второй плавки.

при затвердевании исследуемый сплав испытывал затрудненную усадку. В результате было установлено, что горячие трещины в сплаве МЛ-5 образуются непосредственно перед температурой солидус. Значения модулей упругости при этой температуре для сплава первой и второй плавки соответственно равны 24 и 32 ГПа. Поэтому можно сделать сравнительную теоретическую оценку трещиностойчивости исследуемых плавки сплава МЛ-5

$$\frac{D_0(1)}{D_0(2)} = \frac{E_{т.о.тр}(2)}{E_{т.о.тр}(1)} = \frac{32}{24} = 1,33. \quad (12)$$

Здесь индексы (1) и (2) соответствуют номерам плавки.

Как видно, теоретическая оценка согласуется с результатами производственного опробования данных плавки.

Результаты химического и микрорентгеноспектрального исследования на установке "Сомебах", а также металлографическое изучение сплавов данных плавки позволили установить, что причиной различной трещиностойчивости является отличие в содержа-

нии примеси кремния. В первой и второй плавках его содержание соответствовало 0,054 и 0,11%. В результате ликвации в условиях литья в кокиль "избыточный" кремний способен образовывать дисперсные выделения силицида магния Mg_2Si , которые располагаются преимущественно по границам зерен совместно с δ -фазой (Mg_4Al_3), что способствует, очевидно, более резкому возрастанию модуля упругости сплава второй плавки непосредственно перед температурой солидус. Это, по-видимому, является причиной различной трещиноустойчивости сплава МЛ-5 данных плавов. Как было установлено, источником повышения содержания кремния в сплаве является возврат собственного производства, в дальнейшем использующийся в качестве шихтовых материалов.

На основании проведенных исследований было рекомендовано:

1) ужесточить выполнение требований технологии подготовки шихтовых материалов — возврат очищать от пригара и остатков стержней;

2) при повышении брака по горячим трещинам требуется освежать сплав, снижая в шихте процент возврата.

При использовании данных рекомендаций на участке магниевого литья одного из машиностроительных заводов г. Андропова снижен брак отливок по горячим трещинам с 52 до 14%. Фактический экономический эффект составил около 21 тыс. рублей.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Для решения задач литейного производства необходимо знание модулей упругости сплавов в высокотемпературной области и интервале кристаллизации. В качестве основы для создания методики определения модуля нормальной упругости сплавов в данном диапазоне температур, по соображениям допустимой погрешности, выбран стандартный динамический метод определения характеристик упругости металлов и сплавов. Для сохранения формы измеряемого образца и непрерывного проведения измерений необходимых параметров вплоть до температуры ликвидус исследуемого сплава, предложена конструкция составного оболочкового образца.

2. Математическая модель колебаний разработанного составного оболочкового образца, представляющая собой дифференциальное уравнение в частных производных и граничных условий второго рода, позволила получить формулу для расчета модуля нормальной

упругости сплава в широком диапазоне температур вплоть до температуры ликвидус.

3. На основе принятой реологической модели линейноупругого поведения сплава в интервале кристаллизации получена расчетная формула для определения эффективного модуля упругости двухфазного сплава, как функции критерия упругости (W) и объемной доли твердой фазы (Ψ) при данной температуре в интервале кристаллизации.

4. Разработан алгоритм и составлена программа расчета динамического модуля нормальной упругости исследуемого сплава в широком диапазоне температур вплоть до температуры ликвидус.

5. Достигнута предельная величина случайной погрешности определения модуля упругости для высокотемпературной области и нижней части интервала кристаллизации сплава, составляющая около 10%.

6. Показано, что величина модуля нормальной упругости сплавов типа твердых растворов одной основы при температуре солидус постоянна в пределах погрешности измерений, не зависит от вида и концентрации легирующего элемента и равна модулю нормальной упругости металла основы при температуре плавления.

7. Теоретическая оценка горячеломкости сплава МД-5 по величине модуля упругости, рассчитанной по предлагаемой методике при температуре образования в сплаве горячей трещины, согласуется с реальной горячеломкостью данного промышленного сплава отливок при литье в неохлаждаемый кокиль.

8. Содержание примеси кремния в сплаве МД-5 свыше 0,1-0,12%, вследствие ликвации приводит к образованию игольчатых кристаллов силицида магния, которые располагаются по межзеренным границам и, совместно с имеющимися в сплаве структурными составляющими, значительно повышают склонность к образованию горячих трещин в отливках при прочих равных условиях. Для предотвращения увеличения содержания кремния в сплаве МД-5 предложено в существующей технологии подготовки шихтовых материалов к плавке ужесточить процесс очистки отходов литья от пригара.

9. Использование в производстве рекомендаций привело к снижению брака по горячим трещинам с 52 до 14%, что позволило получить фактический экономический эффект в размере около 21 тыс. рублей.

Основные материалы диссертации опубликованы в статьях:

1. А.с.807130 СССР МКИ³ G 01 N 3/32. Способ определения модуля упругости материалов/А.А.Бирфелд, Б.М.Драпкин, В.К.Кононенко //Открытия. Изобретения. -1981. -#7. -С.176,177.
2. Драпкин Б.М., Кононенко В.К. Метод изучения упругих и релаксационных свойств материалов в твердом и жидком состояниях //Заводская лаборатория. -1980. -#2. -С.155-157.
3. Изучение модуля Юнга и внутреннего трения в интервале температур 20°C - T_{пл} включительно/Б.М.Драпкин, А.А.Бирфелд, В.К. Кононенко, Д.Н.Калюкин //Физика металлов и металловедение. -1980. -Т.49, вып. 5. -С.1075-1080.
4. Драпкин Б.М., Кононенко В.К. Исследование упругих и релаксационных свойств металлов при плавлении и кристаллизации //Изв. АН СССР. Металлы. -1981. -#5. -С.87-91.
5. А.с.1021989 СССР МКИ³ G 01 N 3/32. Способ определения модуля упругости материалов/В.К.Кононенко, Б.М.Драпкин, В.М.Воздвиженский, С.В.Лобанов //Открытия. Изобретения. -1983. -#21. -С.107.
6. А.с.1116349 СССР МКИ³ G 01 N 3/32. Способ определения модуля упругости материалов/Б.М.Драпкин, В.К.Кононенко //Открытия. Изобретения. -1984. -#36. -С.135.
7. А.с.1226141 СССР МКИ³ G 01 N 3/32. Способ определения модуля упругости материалов/Б.М.Драпкин, В.К.Кононенко //Открытия. Изобретения. -1986. -#15. -С.121.
8. Драпкин Б.М., Кононенко В.К., Воздвиженский В.М. Разработка способа исследования упругих и релаксационных свойств металлов и сплавов при высоких температурах, плавлении и кристаллизации /Андроповский авиационный технологический ин-т. -Андропов, 1985. -46 с. - Дел.в ВИНТИ 10.12.85, № 8454-В.
9. Драпкин Б.М., Кононенко В.К. Метод испытания литейных сплавов на горячеломкость //Прогрессирующие технологические процессы в литейном производстве. -Ярославль, 1985. -С.55-58.
10. Драпкин Б.М., Кононенко В.К. Температурная зависимость модуля Юнга сплавов Pb - Sn, Pb - Bi и Sn - Bi //Изв. АН СССР. Металлы. - 1987. - #2. -С.162-165.

Brown -