

# **Успехи в предотвращении литейных дефектов при литье по выплавляемым моделям с использованием компьютерного моделирования**

Jörg Fischer-Bühner

Dr.-Ing.

The Research Institute for Precious Metals (FEM)

Schwaebisch Gmuend, Germany

## **Аннотация**

Компьютерное моделирование для литья по выплавляемым моделям в настоящее время является мощным инструментом, дающим новое понимание о механизме образования дефектов в особенности связанных с заполнением формы, усадочной и газовой пористостью, вызванных взаимодействием с материалом оболочковой формы.

В то время как предыдущие исследования авторов были посвящены в основном моделированию литья в оболочковые формы сплавов из серебра, основная цель этой работы - развитие инструмента моделирования для золотых сплавов.

Данная статья представляет собой отчет об успехах, достигнутых в понимании различных тепловых свойств в отливках из некоторых 18ct золотых сплавов и того, как эти свойства влияют на затвердевание и склонность к образованию пористости.

Кроме того, кратко рассмотрено влияние тепловых свойств материала оболочковой формы, а также потенциальные возможности различных типов программного обеспечения для моделирования. Показаны возможности инструментов моделирования для предотвращения и контроля дефектов в отливках при литье по выплавляемым моделям.

## **Введение.**

Учитывая ранее достигнутые результаты в этой области, дальнейшее развитие компьютерного моделирования ювелирного литья для золотых сплавов требует решения следующих исследовательских задач:

- определение и утверждение базы свойств материалов для разнообразных золотых сплавов и оболочковых материалов;
- компьютерное моделирование с использованием различных доступных коммерческих программных продуктов;
- экспериментальная проверка результатов моделирования на литейном производстве;
- демонстрация необходимости применения детального исследования дефекта на дефектах промышленных отливок.

Решение такого рода задач требуют больших человеческих и финансовых ресурсов в рамках долгосрочных совместных научно-исследовательских работ, которые были не доступны для нас в последнее время. Поэтому исследования The Research Institute for Precious Metals (FEM) посвященные этой теме ограничивались студенческими проектами из сотрудничающих университетов. Однако часть приведенных результатов была получена в рамках полугодовой совместной научно-исследовательской работы, финансируемой региональным консорциумом Ареццо Innovatione, Италия.

В рамках этого проекта, FEM начал сотрудничество с исследовательской группой из Politecnico de Torino (CESAL), также работающей над моделированием литейных процессов.

Впоследствии, работа FEM сосредоточилась на анализе затвердевания, в то время как работа CESAL, была сосредоточена на анализе заполнения, рис. 1, и соответствующие результаты доложены в отдельном отчете Марко Актисом Грандеом [4]. Такое разделение исследований было сделано по двум основным причинам:

- различные экспериментальные подходы при анализе затвердевания и заполнения (скорость накопления данных)
- различные типы используемого программного обеспечения для моделирования анализа затвердевания и заполнения.

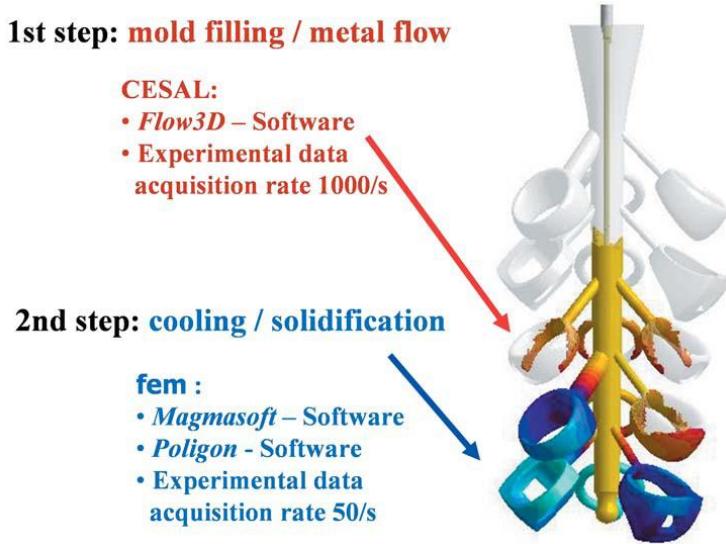


Рис.1. Исследования анализа затвердевания FEM и заполнения CESAL.

### Использование различных моделирующих программ.

Существует несколько наиболее распространенных литейных моделирующих программ, среди которых MAGMASOFT, PROCAST и FLOW 3D. Чтобы быть более точным, последний из перечисленных моделирующий пакет, это фактически общий программный продукт для моделирования течения потока жидкости, который не является специализированным для литья, что очевидно делает его особенно мощным для изучения заполнения многосложных форм.

Кроме названных существует множество других программ моделирования литейных процессов, которые вероятно более применимы на специализированных производствах или используются в их родных странах. Среди них - POLIGON, российский программный продукт, с которым мы работали в дополнение к MAGMASOFT в последние месяцы.

Цели и возможности данной работы не позволяли определять сильные и слабые стороны различных программных пакетов. Некоторые важные критерии оценки программы можно выделить в отдельный список:

- стоимость пакета или лицензии;
- время расчета;
- конечная точность результатов;
- возможность использования для расчета затвердевания и/или заполнения;
- простота использования;
- требования к памяти;
- наличие или отсутствие встроенного геометрического CAD-редактора;
- включен или нет генератор сетки;
- точность используемой геометрической модели;
- конечно-элементный или конечно-разностный метод расчета.

Последний критерий является наиболее важным и влияет на многие другие пункты из этого списка. Явно это выражается в точности представления геометрии, разбивается ли геометрия на прямоугольные элементы (МКР) или элементы неправильной формы. В случае, когда моделирующий пакет не включает в себя инструменты CAD и генерации сетки, например, Полигон, становится необходимым наличие интерфейса (инструмента) в составе пакета для импорта/экспорта геометрических данных в различные форматы.

На рис.2 показан пример конечно-элементной сетки исследованной модели стойки и геометрической модели опоки полученной в HYPERMESH, хорошо известном генераторе КЭ сетки. Обратите внимание на большую плотность конечных элементов в сетке в областях, где в

этом есть необходимость (модели отливки, питателях и непосредственно прилегающих к ним областях в форме), тогда как меньшую плотность элементов допустима в главном вертикальном литнике и особенно в крупных областях формы.

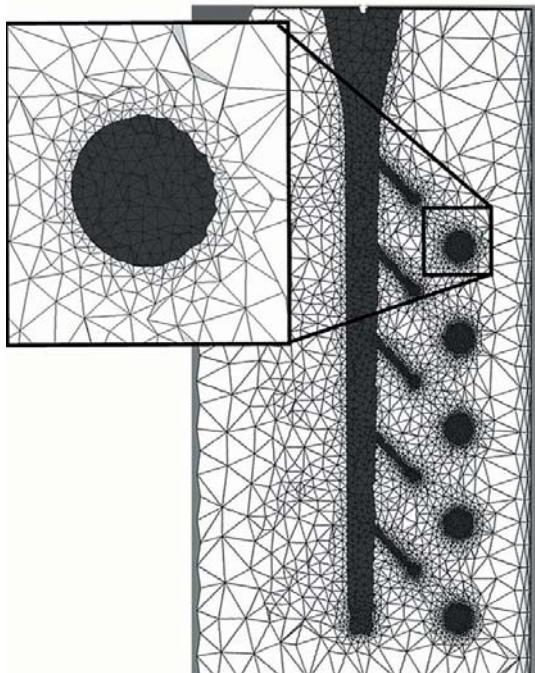


Рис.2. 2D разрез средней части образца, конечно-элементная сетка получена в HYPERMESH.

### Экспериментальная часть

Были выбраны три стандартных 18ct золотых сплава, как показано в табл.1 (все сплавы не содержат кремний). Температурно-физические зависимости и тепловые свойства сплавов необходимые для компьютерного моделирования определялись с помощью оборудования для термоанализа NETZSCH: коэффициент температуропроводности, тепловое расширение, температуры ликвидус и солидус, удельная теплоемкость.

		Cu	Ag	Zn	Ni	add.
18ct yellow gold (YG)	Legor A182N	91	157			2
	Standard 2N	90	160			
18ct red gold (RG)	Legor OR134	233	11	5		1
	Standard 5N	200	50			
18ct Ni white gold (WG)	Legor WH80B4	146		34	70	1
	Standard	145		35	70	

Таблица 1. Состав сплавов, выбранных для эксперимента (в весовых %)

Экспериментальная заливка и соответствующее моделирование были выполнены с использованием стандартных переменных литейного процесса для соответствующих сплавов :

- $T_{\text{отл}}^{\text{отл}}$  :  $\Delta T = 75-100^{\circ}\text{C}$  ( $\sim 130-180^{\circ}\text{F}$ ) выше  $T^{\text{liq}}$
- $T^{\text{формы}} = 500^{\circ}\text{C}$  ( $932^{\circ}\text{F}$ )
- ~ металлическая стойка 0.5 kg весовые %
- давление в нижней точке – заливка в вакууме (Indutherm VC 500)
- оболочка кирпичной кладки гипсовая

Полученные результаты были проанализированы главным образом в отношении склонности к усадочной пористости. Было проведено сравнение измеренных и расчетных кривых охлаждения для выбранных точек в тестируемой отливке, и сравнение расчетной пористости с металлографическим исследованием микрошлифов литых образцов. Чтобы получить устойчивый воспроизводимый экспериментальный результат в отливке с минимальным уровнем газовой пористости, особое внимание уделялось оптимизации условий плавления и литья, также как и параметрам оболочковой формы и условиям выжигания.

### **Тепловые свойства сплавов**

В табл.2 приведены тепловые свойства некоторых 18ct золотых сплавов вместе с данными для чистого Au, Ag и серебра высшей пробы.

	melting range Tsol-Tliq , °C (°F)	heat solidification J/g	of thermal diffusivity at ~Tliq , mm <sup>2</sup> /s
18ct YG	900-930 (1652-1706)	75	25
18ct RG	890-900 (1634-1652)	66	25
18ct Ni WG	910-940 (1670-1724)	70	11
fine Au	1064 (1947)	64	95*
fine Ag	962 (1764)	107	130*
930 Ag	780-900 (1436-1652)	106	70

Табл.2. Сравнение выбранных тепловых свойств золота, серебра и их сплавов;  
(\* расчетные значения и литературные данные)

18ctRG имеет минимальный диапазон плавления из трех 18ct сплавов, а диапазон плавления 18ctYG намного уже, чем у серебра высшей пробы. Данные для диапазонов плавления являются приблизительными из-за существенного влияния эффекта переохлаждения, который зависит от скорости охлаждения и может проявляться в реальных отливках.

Теплота затвердевания (скрытая теплота затвердевания) изменяется незначительно для этих трех сплавов, с самыми высокими и самыми низкими значениями для 18ctYG и 18ctNiWG, соответственно.

Все значения близки к известным значениям для чистого золота, и - значительно ниже этих данных для чистого серебра и серебра высшей пробы. Однако это достаточно большое различие между сплавами Au and Ag выравнивается, как уже указывалось ранее (5), если скрытая теплота затвердевания вычисляется на единицу объема, а не на единицу веса, разница в значениях приблизительно 1 kJ/cm<sup>3</sup> для обоих классов сплавов.

Данные по теплопроводности не включены в табл.2. Теплопроводность определяется следующим образом:

$$\lambda = \rho * c_p * a$$

где  $\lambda$  = теплопроводность,  $\rho$  = плотность,  $c_p$  = удельная теплоемкость и  $a$  = коэффициент температуропроводности.

Все эти величины зависят от температуры и достаточно трудно измерить их точные значения. Точность данных имеющихся в настоящее время для плотности и удельной теплоемкости (для твердых и главным образом для жидких металлов) в данной работе не обсуждается и поэтому эти значения здесь не представлены.

Особо необходимо отметить, что существует большой разброс по теплопроводности между сплавами 18ст, который является следствием большого разброса в коэффициентах температуропроводности, как показано в табл.2. 18ct RG и YG имеют одинаковые коэффициенты температуропроводности при температуре ликвидус, которые в 2-3 раза выше, чем для белого золота. Коэффициент температуропроводности для серебра высшей пробы выше, чем для желтого и красного золота, при температуре ликвидус почти в 3 раза. Коэффициент температуропроводности всех сплавов значительно ниже, чем чистых металлов.

Результаты компьютерного моделирования, представленные в следующем разделе были получены с использованием самой лучшей базы данных для материалов из имеющихся в настоящее время. Однако, как только точность данных для материалов будет повышена, результаты необходимо будет обновить.

### Кривые охлаждение экспериментальные и расчетные

Использованная модельная конструкция показана на рис.3. Изучаемая тестовая отливка представляет собой кольцо со сферой диаметром 10 мм, с вертикальным литником 3мм расположенным или непосредственно на сфере или с противоположной стороны на кольце. Кроме того использовался другой тестовый образец (эксцентриковое плоское кольцо с двумя различными положениями вертикального стояка), однако соответствующие результаты не были закончены. Каждые пять моделей были размещены на главном вертикальном стояке и кривые охлаждения были проанализированы для моделей расположенных ближе всего к главной (основной) верхушке вертикального стояка и основе соответственно. Соответствующие измеренные различия для образцов расположенных в верхушке и базовом (у основания) положении были менее значимы, чем рассмотренные ранее для отливок из серебра высшей пробы и не будет здесь обсуждаться.

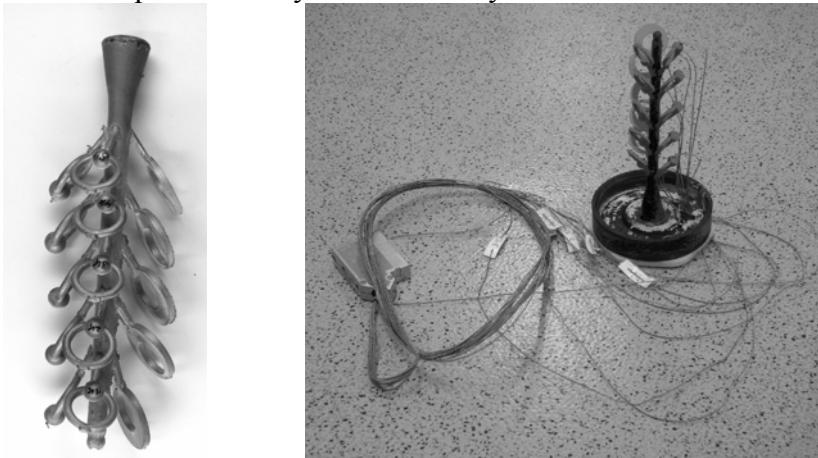


Рис.3 Слева: куст в литом виде из RG после извлечения, справа: куст с набором термопар.

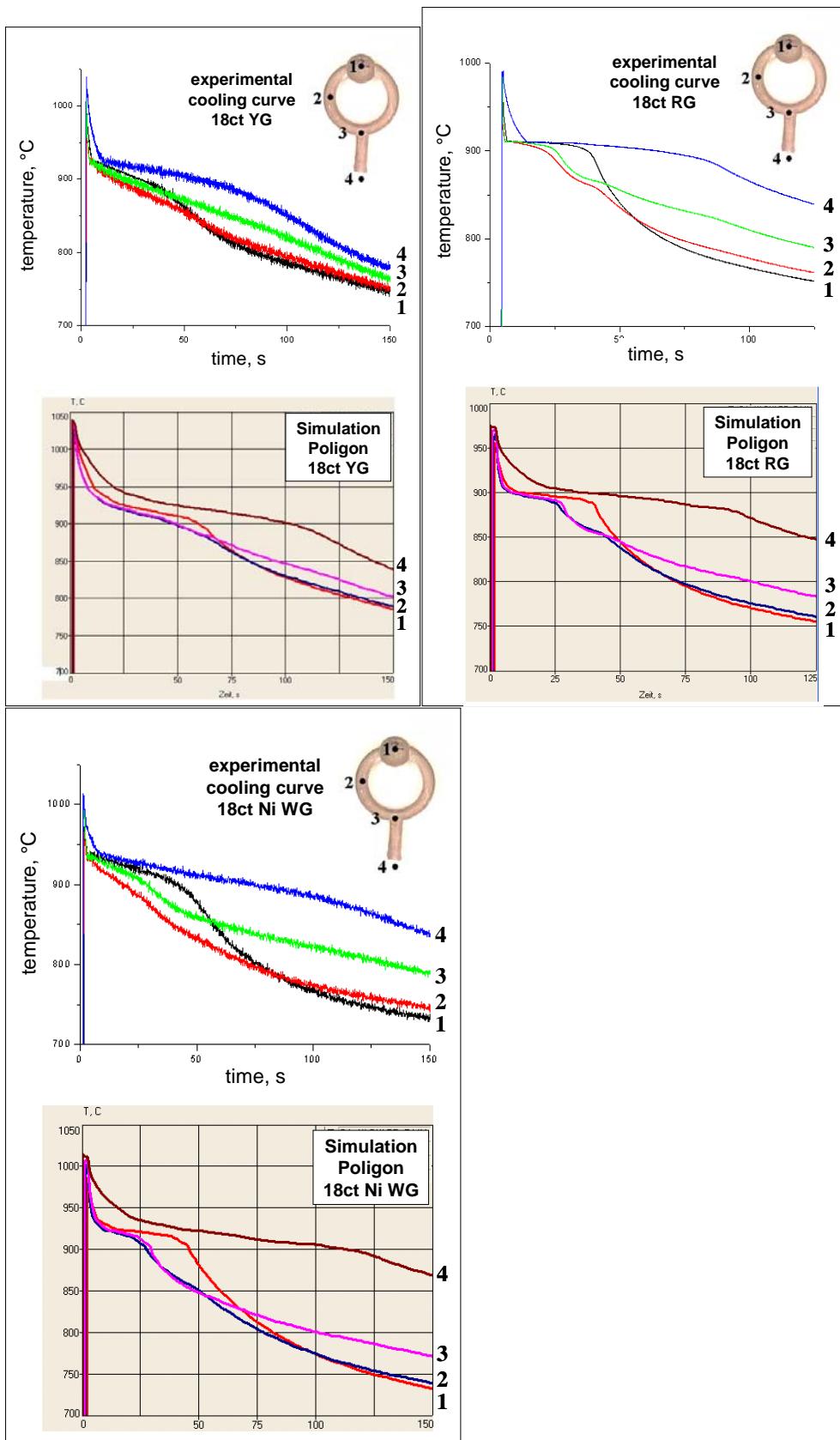


Рис.4-6 Сравнение экспериментальных и расчетных кривых охлаждения для куста из золотых сплавов 18ст. Показанные результаты моделирования полученные в Полигоне, совместимы с соответствующими результатами моделирования, полученными в MAGMASOFT.

Основные характеристики экспериментальных кривых охлаждения при затвердевании и кинетика охлаждения для различных положений по испытательному образцу, хорошо воспроизводятся моделированием, несмотря на все еще неоптимальные свойства в базе данных по материалам.

Наиболее хорошее совпадение между экспериментальными данными и данными моделирования было получено для красного и белого золота, в сравнении с желтым золотом. Однако надо отметить значительный разброс в экспериментальных данных, который обычно наблюдается на практике, причины этого явления будут рассмотрены позже.

### **Усадочная пористость по результатам моделирования и экспериментальным данным**

Шлифы для металлографического анализа были изготовлены из образцов, вырезанных из середины главного вертикального стояка. На рис.7-11 представлен уровень пористости на середине плоскости разреза для трех 18ct сплавов.

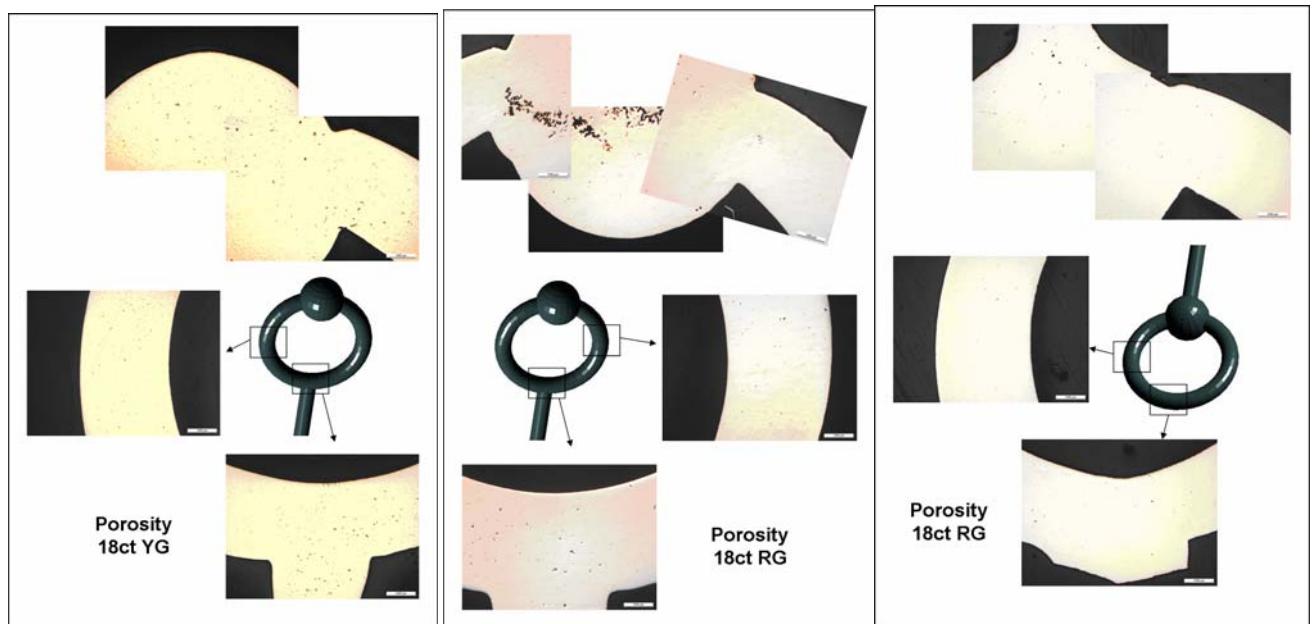


Рис.8 Металлографическое исследование в сплаве 18ct RG, вертикальный литник расположен на кольцевом стержне напротив сферы

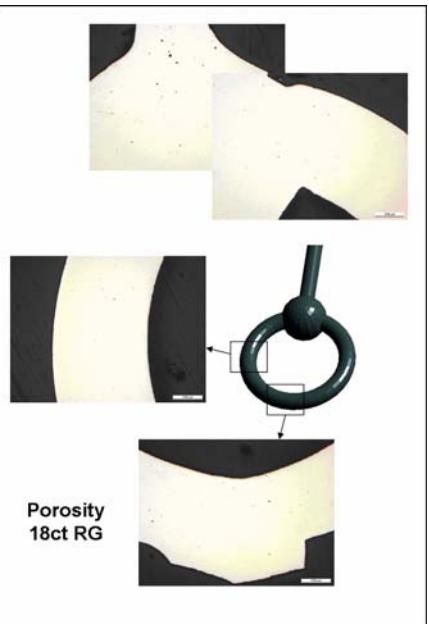


Рис.9 Металлографическое исследование в сплаве 18ct RG, вертикальный литник соединен непосредственно со сферой

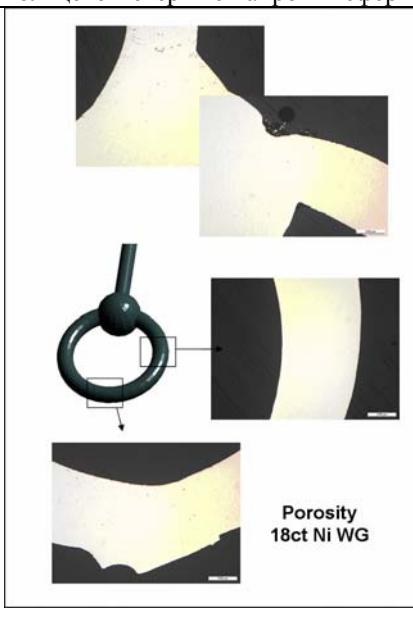
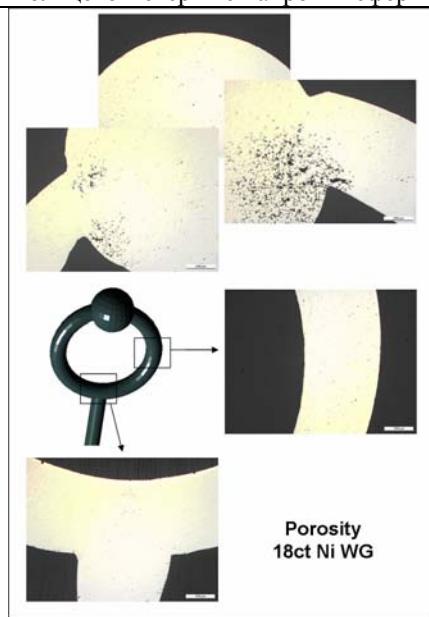


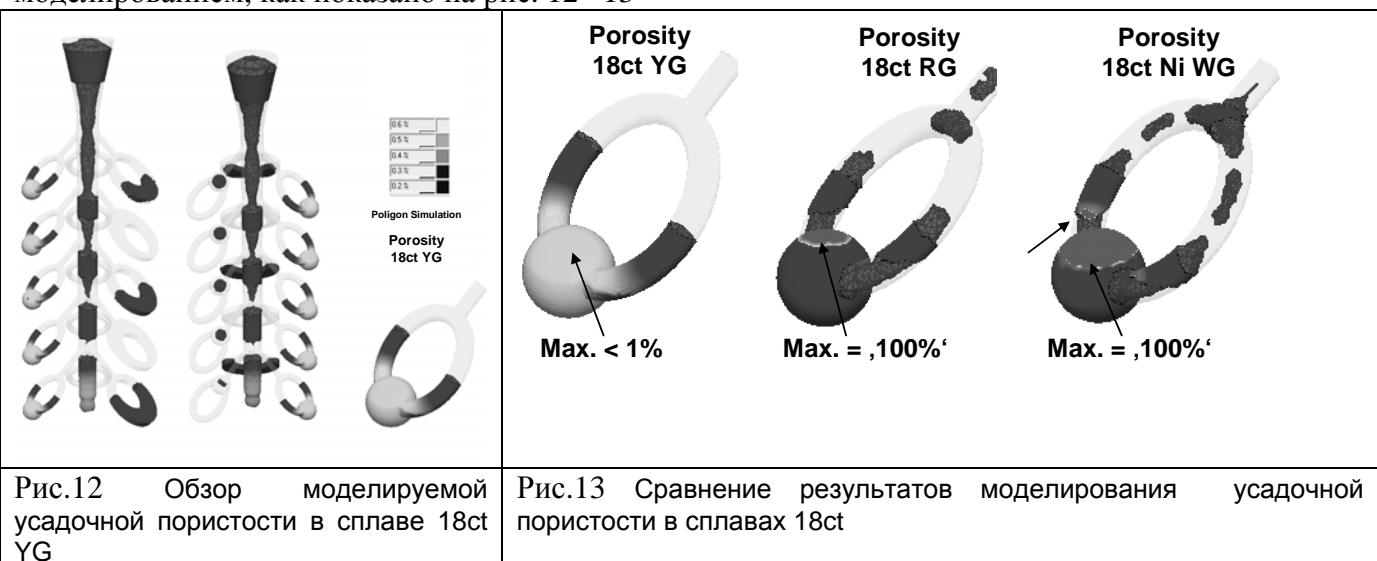
Рис. 10 Металлографическое исследование в сплаве 18ct Ni WG, вертикальный литник расположен на кольцевом стержне напротив сферы	Рис.11 Металлографическое исследование в сплаве 18ct Ni WG, вертикальный литник соединен непосредственно со сферой	
---	--	--

Для желтого золота повсеместно наблюдается наименьший уровень пористости и некоторая микропористость, которая накапливается в сфере, если вертикальный литник находится с противоположной стороны от нее (рис.7).

Для того же самого образца с идентичным положением вертикального литника крупная усадочная пористость наблюдается и для 18ct RG и для 18ct NiWG, рис. 8-10, тогда как образцы того же самого куста фактически без пористости, в случае когда вертикальный литник соединяется непосредственно со сферой рис.9-11. Уровень пористости наблюдаемый для 18ct NiWG сплава и 18ct RG.

Оценить величину пористости трудно, однако в белом сплаве 18ct NiWG пористость имеет явное междендритное распределение и располагается в области соединения кольцевого стержня и сферы, рис.10. В отличие от 18ct RG, где пористость накапливается в центре сферы и формирует макроскопические впадины, рис. 8.

Наиболее значимые тенденции в развитии усадочной пористости хорошо воспроизводятся моделированием, как показано на рис. 12 –13



Белым цветом показаны области с нулевой усадочной пористостью, тогда как области, заштрихованные серым цветом визуализируют области, где моделирование предсказывает наличие усадочной пористости. Используемый масштаб неодинаковый для разных сплавов, но масштаб в данном случае менее нагляден, чем выделение различным цветом; поэтому области с высокой пористостью отмечены стрелками на рис. 13.

Общий обзор характерный для желтого сплава 18ctYG на рис.12 показывает, что очень небольшое изменение в усадочной пористости предсказано для этих образцов по главному вертикальному литнику.

Рис.13 сравнивает моделируемые уровни пористости для отдельного испытательного образца. В соответствии с экспериментальными данными, высокие уровни усадочной пористости предсказаны для сферы в 18ct Ni WG и 18ct RG, тогда как низкий уровень усадочной пористости (<1 %) предсказан для 18ct YG. Для этого отдельного образца и принятых параметров отливки, самая высокая восприимчивость к усадочной пористости предсказана для сплава 18ct Ni WG.

Подобно результатам, полученным в POLIGON, MAGMASOFT также предсказывает накопление пористости в верхней половине сфер.

По-видимому, анализ процессов, происходящих на микроструктурном уровне, можно проводить с помощью моделирования только феноменологическим способом, и что становится обязательным при обращении к этой проблеме.

### **Взаимосвязь между тепловыми свойствами сплава и склонностью к усадочной пористости**

Из нашей предыдущей работы с серебром высшей пробы [1], мы должны иметь в виду важность чрезвычайно низкой тепловой проводимости материала оболочки (формы) по сравнению со всеми литьевыми сплавами, независимо от их химического состава. Это приводит к быстрому и сильному нагреву слоя материала формы, находящегося в прямом контакте с расплавом во время заполнения и особенно после него. Если не принимать во внимание тонкие узорные части изделия, в которых затвердевание имеет место уже в процессе заполнения [4], то это приводит к изолирующему эффекту материала формы в процессе затвердевания.

Для серебра высшей пробы, которое имеет сравнительно высокий коэффициент температуропроводности, и широкий диапазон плавления  $\Delta T = \sim 120^{\circ}\text{C}$  ( $216^{\circ}\text{F}$ ), аккумулирование теплоты в главном стояке в большой степени влияет на процесс затвердевания отливки через тепловой поток вертикального питающего стояка. Это приводит к сравнительно большому времени затвердевания для серебра высшей пробы ( $\sim 90\text{s}$  в сфере) и сравнительно малой усадочной пористости для идентичного одиночного образца и условий литья, изучаемых в этой статье.

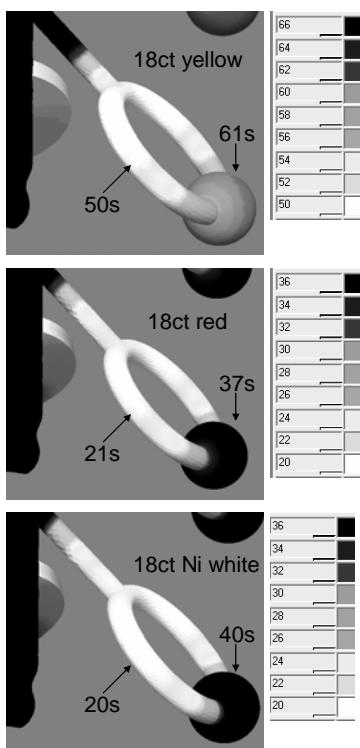


Рис.14.

Принимая вышесказанное во внимание, анализ времени затвердевания, полученного в результате моделирования (рис.14) совместно с данными, представленными в таблице 2, позволяет нам сделать некоторые дальнейшие выводы о 18ct сплавах, изученных в данной работе.

Сравним сначала сплавы 18ct Ni WG и YG, они имеют близкие теплоты затвердевания и близкий интервал затвердевания  $\Delta T \sim 30^{\circ}\text{C}$  ( $54^{\circ}\text{F}$ ) при тех же температурах. Благодаря значительно более низкому коэффициенту температуропроводности Ni WG, аккумулирование тепла в главном стояке имеет намного меньше влияния на затвердевание отливки в сравнении с YG. Во-первых, это приводит к более быстрой кинетике затвердевания Ni WG. Во-вторых, это

приводит к более явным температурными градиентами вдоль вертикального литника, кольцевого стержня и изделия в течение процесса охлаждения, и в конечном итоге приводит к большим различиям во времени затвердевания кольцевого стержня (локальный минимум) и сферы (локальный максимум) в Ni WG рис.14.

Коэффициенты температуропроводности 18ct RG и YG сопоставимы, но для RG теплота затвердевания является несколько меньшей, и особенно интервал затвердевания является более узким  $\Delta T = \sim 10^{\circ}\text{C}$  ( $18^{\circ}\text{F}$ ), что очевидно способствует наблюдаемым более коротким временем затвердевания. Несмотря на близкий коэффициент температуропроводности, указанные различия не позволяют высокой теплоте в главном стояке влиять на процесс затвердевания таким же образом, как в сплаве 18ct YG, в конечном счете приводя к времени затвердевания и уровню усадочной пористости, сопоставимым с полученными для сплава 18ct Ni WG.

Очевидно, для того чтобы сделать обоснованный вывод мы должны иметь полный обзор всех значимых тепловых свойств, особенно удельной теплоемкости и плотности (процент усадки в течение затвердевания). Для получения такого рода данных необходимо проводить исследования на различных образцах и для различных условий литья.

### **Успехи в предотвращении литейных дефектов при литье по выплавляемым моделям с использованием компьютерного моделирования.**

Возвращаясь к обещанию, данному в названии этой статьи, мы согласны на дальнейшее усовершенствование базы данных по материалам и это потребует обязательной проверки экспериментальными и промышленными отливками. Однако, уже полученный уровень соответствия между экспериментальными и расчетным результатами позволяет нам использовать инструмент моделирования на практике не только для серебра высшей пробы, но также и для изученного в настоящее время диапазона 18ct сплавов.

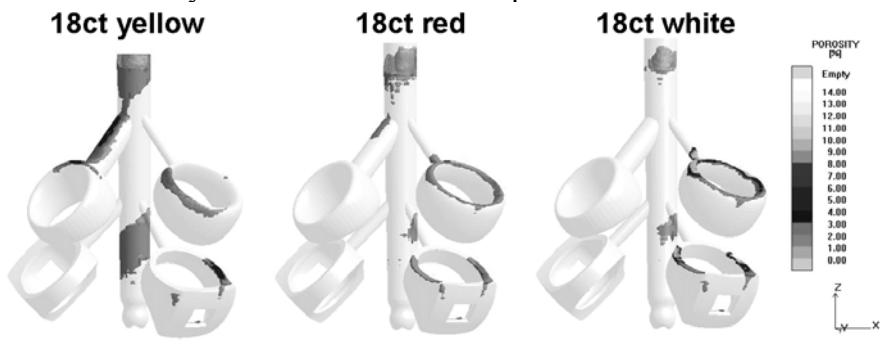


Рис.15. Уровень расчетной усадочной пористости для трех 18ct золотые сплавы для одинаковых условий литья и температуры опоки  $500^{\circ}\text{C}$  ( $932^{\circ}\text{F}$ )

Рис. 15 показывает, как моделирование может использоваться для усовершенствования или оптимизации конфигурации вертикального литника и определения положения для двух различных образцов изделий из трех 18ct сплавов, учитывая их тепловые свойства в моделировании. Показана усадочная пористость, рассчитанная в пакете MAGMASOFT моделированием трех 18ct золотые сплавы для образцов расположенных близко к верхушке вертикального литника. Белым цветом представлены области с нулевой пористостью, тогда как серо-заштрихованные области визуализируют области, где моделирование предсказывает усадочную пористость.

Очевидно, для образца в правом ряду, тот же самый диаметр вертикального литника и расположение приводят к явной усадочной пористости в сплаве 18ct Ni WG по сравнению с YG и RG сплавом. Изменение расположения вертикального литника и увеличение его диаметра (образец в левом ряду) приводит к нулевой пористости для WG и RG сплавов, тогда как в случае верхнего кольца толстый вертикальный литник очевидно не оптимальный выбор для YG сплава.

Эти результаты являются строго согласованными с тепловыми свойствами сплавов, как обсуждалось выше. Они указывают, что различные оптимальные решения при проектировании вертикального литника зависят от состава сплава, тогда как на практике в производстве чаще применяется единая методика (одинаковый подход ко всем). Компьютерное моделирование способствует более внимательному рассмотрению всех этих аспектов и позволяет уменьшить размеры дефектов, вызванных усадочной пористостью.

### **Влияние тепловых свойств материала оболочки.**

В течение наших экспериментальных исследований процессов литья в последние годы, когда кривые охлаждения, полученные обычным способом, было отмечено значительное расхождение в экспериментальных данных (в том числе и по времени затвердевания), даже если технологические параметры литья оставались номинально постоянными.

Допустимо предположить, что тепловые свойства литьевых сплавов не изменяются при небольших изменениях в химическом составе сплава, но некоторые параметры теплового процесса могут при этом изменяться, включая точность температуры отливки и температуру оболочки, и процесса выжигания, так же, как качество и состав сырья оболочковой формы.

В соответствии с опытом многих технологов-литейщиков, параметры технологического процесса, которые определяются литейной оснасткой (оборудованием), такие как температура литья и сверхдавление, обычно не являются проблемой.

Известно, что выжигание в стандартной печи (без искусственной циркуляцией воздуха), в зависимости от ее конструкции и температурного распределения, может приводить к неоднородности температур в пределах отдельной формы или от одной формы к другой.

Это факт объясняет некоторый разброс, наблюдаемый при измерении времени затвердевания и уровня усадочной пористости, которые могут сильно зависеть от температуры формы.

Очевидно, что для получения последовательных результатов при научных исследованиях, а также на производстве необходимо использовать печь для выжигания с равномерным распределением температуры и искусственной циркуляцией воздуха или ротационную печь для выжигания.

Мы использовали оболочковые материалы от различных поставщиков, а так же различные партии формовочных смесей от одного и того же поставщика.

Не имея достаточно полных данных по свойствам, из проведенных исследований можно сделать вывод, что тепловые свойства различаются до такой степени, что это может значительно влиять на процесс затвердевания. Как было показано выше моделированием, малая теплопроводность материала формы - очень существенный фактор в процессе затвердевания. Анализ чувствительности с использованием компьютерного моделирования указывает, что даже небольшие изменения в теплопроводности могут оказывать большое влияние. Для изучения этой проблемы необходимо провести большое количество исследований.

### **Выводы и заключение**

В настоящее время можно назвать следующие главные достижения данной работы:

- измерения значений свойств материалов показывают большие различия в тепловых свойствах для различных цветных 18ctG сплавов, особенно в отношении коэффициента температуропроводности.
- удовлетворительное соответствие между экспериментальными расчетными данными и моделированием процессов литья и затвердевания теперь получено для некоторых стандартных 18ctG сплавов в дополнение к серебру высшей пробы.

- различие в тепловых свойствах сплавов приводят в значительной степени к различной склонности к усадочной пористости, и для получения оптимальной по качеству отливки требуется специальная конструкция вертикального литника для каждого сплава.
- компьютерное моделирование является в большой степени полезным инструментом для поиска оптимальных конструкций вертикального литника и технологических параметров процесса литья, приводящих к снижению дефектов в оболочковом литье.

Однако для дальнейших исследований требуются огромные усилия, чтобы расширить потенциальное применение моделирования литьевых процессов для большого разнообразия литьевых сплавов. Необходимо подчеркнуть, что близкое сотрудничество с заводскими партнерами в течение такой работы является обязательным, для того чтобы иметь возможность проверять полученные результаты на производстве и решать текущие проблемы на производстве.

#### **Литература:**

1. Jörg Fischer-Bühner, “Computer simulation of jewelry investment casting: What can we expect ?”, in *The Santa Fe Symposium on Jewelry Manufacturing Technology 2006*, ed. Eddie Bell (Albuquerque: Met-Chem Research, 2006), pg. 193; and in *Proceedings of 3<sup>rd</sup> International conference on Jewelry Production Technology* (JTF, Vicenza / Italy), 2006, pg. 240
2. Marco Actis Grande et al., “Numerical simulation of the investment casting process: experimental verification”, in *Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International conference on Jewelry Production Technology*, (JTF Vicenza / Italy), 2005, pg. 93
3. Jörg Fischer-Bühner, “Improvement of sterling silver investment casting”, in *The Santa Fe Symposium on Jewelry Manufacturing Technology 2006*, ed. Eddie Bell (Albuquerque: Met-Chem Research, 2006), pg.217; and in *Proceedings of 3<sup>rd</sup> International conference on Jewelry Production Technology* (JTF, Vicenza / Italy), 2006, pg. 122
4. Marco Actis Grande, “Computer simulation of the investment casting process: Widening of the filling step”, in *The Santa Fe Symposium on Jewelry Manufacturing Technology 2006*, ed. Eddie Bell (Albuquerque: Met-Chem Research, 2007)
5. Dieter Ott, “Properties of melt and thermal processes during solidification in jewelry casting ”, in *The Santa Fe Symposium on Jewelry Manufacturing Technology 1999*, ed. Eddie Bell (Albuquerque: Met-Chem Research, 1999), pg. 487